

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-256888

(43)Date of publication of application : 13.09.1994

(51)Int.Cl.

G22C 37/00

B21B 27/00

G22C 37/06

(21)Application number : 05-045425

(71)Applicant : KUBOTA CORP

(22)Date of filing : 05.03.1993

(72)Inventor : MORIKAWA TAKERU

SETO YOSHITO

OKABAYASHI AKITOSHI

KIMURA HIROYUKI

(54) HIGH-SPEED STEEL SERIES CAST IRON CONTAINING GRAPHITE AND COMPOSITE ROLL

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a high-speed steel series cast iron material low in a friction coefficient and in which the progress of cracks is hard to occur and to provide a composite roll whose outer layer is formed by the cast iron material.

CONSTITUTION: The graphite-crystallized high-speed steel series cast iron material is constituted of a chemical compsn. contg., by weight, 1.8 to 3.6% C, 1.0 to 3.5% Si, 0.1 to 2.0% Mn, 2.0 to 10% Cr, 0.1 to 10% Mo, 0.1 to 10% W and total 1.5 to 10% of one or two kinds of V and Nb, and the balance substantial Fe. At this time, 0.5 to 10.0% Co or one or two kinds among 0.01 to 0.50% Al, 0.01 to 0.50% Ti and 0.01 to 0.50% Zr or 0.01 to 0.50% B may be incorporated in addition to the same alloy components.

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

**特開平6-256888**

(43)公開日 平成6年(1994)9月13日

| (51)Int.Cl. <sup>5</sup> | 識別記号 | 庁内整理番号  | F I | 技術表示箇所 |
|--------------------------|------|---------|-----|--------|
| C 2 2 C 37/00            | B    |         |     |        |
| B 2 1 B 27/00            | C    | 8727-4E |     |        |
| C 2 2 C 37/06            | Z    |         |     |        |

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 10 頁)

|          |                |         |  |
|----------|----------------|---------|--|
| (21)出願番号 | 特願平5-45425     | (71)出願人 | 000001052<br>株式会社クボタ<br>大阪府大阪市浪速区敷津東一丁目2番47号 |
| (22)出願日  | 平成5年(1993)3月5日 | (72)発明者 | 森川 長<br>兵庫県尼崎市西向島町64番地 株式会社クボタ尼崎工場内          |
|          |                | (72)発明者 | 瀬戸 良登<br>兵庫県尼崎市西向島町64番地 株式会社クボタ尼崎工場内         |
|          |                | (72)発明者 | 岡林 昭利<br>兵庫県尼崎市西向島町64番地 株式会社クボタ尼崎工場内         |
|          |                | (74)代理人 | 弁理士 安田 敏雄                                    |

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 黒鉛を有するハイス系鋳鉄材及び複合ロール

## (57)【要約】

【目的】 摩擦係数が低く、またクラックの進展が生じにくい、ハイス系鋳鉄材および該鋳鉄材により外層が形成された複合ロールを提供する。

【構成】 本発明の黒鉛晶出ハイス系鋳鉄材は、化学組成がwt%で、C : 1.8 ~ 3.6 %、Si : 1.0 ~ 3.5 %、Mn : 0.1 ~ 2.0 %、Cr : 2.0 ~ 10 %、Mo : 0.1 ~ 10%、W : 0.1 ~ 10%、V, Nb : 一種又は二種の総計で1.5 ~ 10%を含有し、残部が実質的にFeからなる組成により構成される。この際、前記合金成分の他に、Co : 0.5 ~ 10.0wt %、又はAl : 0.01 ~ 0.50wt %、Ti : 0.01 ~ 0.50 wt%、Zr 0.01 ~ 0.50 wt%の内の一種もしくは二種、又はB : 0.01 ~ 0.50 wt%を含有することができる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学組成がwt%で、

C : 1.8 ~ 3.6 %, Si : 1.0 ~ 3.5 %, Mn : 0.1 ~ 2.0 %,

Cr : 2.0 ~ 10 %, Mo : 0.1 ~ 10%, W : 0.1 ~ 10%,

V, Nb : 一種又は二種の総計で1.5 ~ 10%及び残部が実質的にFeからなることを特徴とする黒鉛を有するハイス系鋳鉄材。

【請求項2】 請求項1の合金成分の他に、Co : 0.5 ~ 10.0 wt %を含有する黒鉛を有するハイス系鋳鉄材。

【請求項3】 請求項1の合金成分の他に、Al : 0.01 ~ 0.50wt%, Ti : 0.01 ~ 0.50wt%, Zr : 0.01 ~ 0.50 wt%の内の一種又は二種を含有する黒鉛を有するハイス系鋳鉄材。

【請求項4】 請求項1の合金成分の他に、B : 0.01 ~ 0.50wt%を含有する黒鉛を有するハイス系鋳鉄材。

【請求項5】 外層の内面に内層が鋳造され、両者が溶着した複合ロールにおいて、前記外層が請求項1、2、3又は4に記載した黒鉛を有するハイス系鋳鉄材で形成され、前記内層が強靱性を有する鋳造用鉄鋼材で形成されていることを特徴とする複合ロール。

【請求項6】 外層の内面に中間層が鋳造され、該中間層の内面に内層が鋳造され、外層と中間層及び中間層と内層が互いに溶着した複合ロールにおいて、前記外層が請求項1、2、3又は4に記載した黒鉛を有するハイス系鋳鉄材で形成され、前記中間層がアダマイト材で形成され、前記内層が強靱性を有する鋳造用鉄鋼材で形成されていることを特徴とする複合ロール。

【請求項7】 内層を形成する鉄鋼材が片状黒鉛鋳鉄、球状黒鉛鋳鉄又は黒鉛鋼で形成されている請求項5又は6に記載されている複合ロール。

【請求項8】 請求項6に記載したアダマイト材は、化学組成がwt%で、

C : 1.0 ~ 2.5 %, Si : 0.2 ~ 3.0 %, Mn : 0.2 ~ 1.5 %,

P : 0.2 %以下、 S : 0.2 %以下、 Ni : 4.0 %以下、

Cr : 4.0 %以下、 Mo : 4.0 %以下、

W, V, Nb : 総計で 12 %以下

及び残部が実質的にFeからなる複合ロール。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、黒鉛を有するハイス系鋳鉄材および該鋳鉄材により外層が鋳造された複合ロールに関する。

## 【0002】

【従来の技術】 鋳造用の高耐摩耗性鋳鉄材として、特開平4-176840号公報に開示されているように、下記化学組成(wt%)を有するハイス系鋳鉄材は公知であ

る。

C : 1.0 ~ 3.0 %, Si : 0.1 ~ 2.0 %, Mn : 0.1 ~ 2.0 %,

Cr : 3.0 ~ 10.0%, Mo : 0.1 ~ 6.0 %, W : 1.5 ~ 10.0%,

V, Nbの一種又は二種の合計 : 3.0 ~ 10.0%, 残部実質的にFe

かかるMo、W、Vを含有するハイス系鋳鉄材は、高温での特性に優れ、かつ組織中にVCやM<sub>2</sub>C、M<sub>6</sub>C等の高硬度晶出炭化物を有しているため、熱間圧延用ロール材として極めて良好な耐摩耗性と耐肌荒性を兼備している。このため、外層とその内面に溶着された強靱材からなる内層、あるいはその間に中間層が溶着された複合ロールの外層材として使用されている。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、従来のハイス系鋳鉄材は、摩擦係数が大きく、その結果、圧延荷重の増大やそれに伴う通板性のアンバランス、発熱等の問題がある。尚、通板性とは圧延板のロール表面からの離反の容易さをいい、これが悪いと圧延板がロール表面に付着し、円滑な走行が妨げられて蛇行したり、著しい場合は圧延板の重なり、皺などの表面損傷が生じる。また、圧延時にロールに過大な負荷がかかったとき、ロール表面に生じたミクロクラックが、その後外層内部に進展し易く、甚だしい場合は外層の割損に至るといった問題がある。

【0004】 本発明に係る問題に鑑みなされたもので、摩擦係数が低く、またクラックの進展が生じにくい、ハイス系鋳鉄材および該鋳鉄材により外層が形成された複合ロールを提供することを目的とする。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明の黒鉛を有するハイス系鋳鉄材は、化学組成がwt%で、

C : 1.8 ~ 3.6 %, Si : 1.0 ~ 3.5 %, Mn : 0.1 ~ 2.0 %,

Cr : 2.0 ~ 10 %, Mo : 0.1 ~ 10%, W : 0.1 ~ 10%,

V, Nb : 一種又は二種の総計で1.5 ~ 10%

を含有し、残部が実質的にFeからなる組成により構成される。この際、前記合金成分の他に、Co : 0.5 ~ 1.0 wt %, 又はAl : 0.01 ~ 0.50wt%, Ti : 0.01 ~ 0.50wt%, Zr : 0.01 ~ 0.50wt%の内の一種もしくは二種、又はB : 0.01 ~ 0.50wt%を含有することができる。

【0006】 また、本発明の複合ロールは、外層の内面に必要に応じて中間層が鋳造され、前記外層もしくは中間層の内面に内層が鋳造され、外層と中間層もしくは内層、中間層と内層とが互いに溶着した複合ロールにおいて、前記外層が叙上の黒鉛を有するハイス系鋳鉄材で形成され、前記中間層がアダマイト材で、前記内層が強靱性を有する鋳造用鉄鋼材で形成されている。前記内層は

片状黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄又は黒鉛鋼からなる黒鉛晶出材で形成するのがよく、また中間層はC : 1.0 ~ 2.5 %、Si : 0.1 ~ 1.5 %等を含有したアダマイト材で形成するのがよい。

#### 【0007】

【作用】本発明のハイス系鑄鉄材は、Cr、Mo、W、Nb、V、FeおよびCが相互に結合した高硬度の複合炭化物が基地中に存在するため、またCoによる基地の強化により、常温および高温における硬度が向上し、耐摩耗性が飛躍的に向上する。更に、特にC、Siを特定範囲に規定しているため、組織中に黒鉛が面積率で0.1 ~ 7.0 %程度晶出・析出し、この黒鉛の作用により、衝撃荷重を緩和することができると共にクラックの進展が阻止され、また摩擦係数の低減や耐焼付性の向上が図られる。

【0008】叙上の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材を複合ロールの外層材として用いることにより、圧延に際して同材の優れた特性を発揮させることができ、圧延荷重や摩擦熱の低減、通板性の向上が図られ、クラックの進展を抑制し得る圧延用ロールを提供することができる。この圧延ロールは、黒鉛の作用により耐焼付性も良好なため、冷間圧延用ロールとしても好適である。

【0009】また、アダマイト材を用いて、外層と内層との間に中間層を形成することにより、外層の高合金成分が内層に混入して、その強靱性を劣化するのを防止することができる。また、中間層と内層との境界部は低合金となるので、炭化物層の形成が抑制され、境界強度の向上を図ることができる。また、外層のオーステナイト熱処理の際、内層の温度上昇を防止することができ、内層材質の強靱性劣化を防止しつつ、外層のみを1100℃以上の高温に加熱することができる。また、外層の焼入れ時にマルテンサイト変態することがないので、外層に焼入れ熱処理を施しても、過大な残留応力が生じることがなく、耐事故性に優れる。

【0010】また、内層を片状黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄又は黒鉛鋼すなわち、黒鉛の晶出した鉄鋼材で形成することにより、外層の黒鉛の存在と相まって熱伝導性ひいては放熱性に優れ、圧延時のロールの熱変形を防止することができる。またヤング率を外層のそれよりかなり低くすることができ、過負荷時にはロールの偏平化によって外層に過大な応力を生じるのを防止することができる。

#### 【0011】

【実施例】まず、本発明の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材の化学組成の限定理由について説明する。以下、成分の単位はすべてwt%である。

C : 1.8 ~ 3.6 %

Cは主としてFeおよびCrと結合してM<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型の高硬度複合炭化物を形成すると共に、Cr、Mo、V、Nb、Wと結合してMC型、M<sub>6</sub>C型、M<sub>2</sub>C型等の高硬

度複合炭化物をも形成する。また、後述の黒鉛化促進元素であるSiの作用により、また熱処理により微細な黒鉛となって組織中に晶出・析出する。1.8 %未満では炭化物量が減少すると共に黒鉛がほとんどなくなり、一方3.6%を越えて含有されると炭化物量及び黒鉛量が過多となり、材質が脆くなる。

#### 【0012】Si : 1.0 ~ 3.5 %

Siは湯流れ性の確保および黒鉛を晶出・析出させるために必要な元素であり、1.0 %未満ではかかる作用が不足し、一方3.5 %を越えると黒鉛が面積率で7%を越えるように過多となり、黒鉛を起点とする摩耗が著しくなり、耐摩耗性が劣化する。尚、黒鉛の晶出を促進するには、鑄込み前のSi量を上記成分範囲よりも低めにしておいて、鑄込み時に接種を行い、最終製品の成分で上記範囲内に調整するのがよい。

#### 【0013】Mn : 0.1 ~ 2.0 %

Mnは硬化能を増し、また、Sと結合してMnSを生成し、Sによる脆化を防ぐ元素であり、同時に使用原材料から0.1%程度は不可避免的に含有される。しかし、2.0 %を越えると靱性の低下を招くため好ましくない。

Cr : 2.0 ~ 10%

CrはFe、Mo、V、Nb、Wと共にCと結合して、高硬度複合炭化物を形成して高温に於ける耐摩耗性の向上に寄与する。また、一部は基地中に固溶して焼入れ性および耐摩耗性を改善する。2.0%未満ではこれらの効果が少なく、一方10%を越えて含有されると靱性の劣化を来すため好ましくない。

#### 【0014】Mo : 0.1 ~ 10%

MoはFe、Cr、V、Nb、Wと共にCと容易に結合して、主としてM<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型、M<sub>6</sub>C型、M<sub>2</sub>C型複合炭化物を形成し、常温および高温硬度を高めて耐摩耗性の向上に寄与する。MoはWに比較して少量添加でその効果を発揮する。このさい、0.1%未満ではその効果が過少であり、一方10%を越えると靱性の低下を来し好ましくない。

#### 【0015】W : 0.1 ~ 10%

Wも同様にFe、Cr、Mo、V、Nbと共にCと容易に結合して複合炭化物を形成し、常温および高温硬度を高めて耐摩耗性の向上に寄与する。1.5%未満では所期の耐摩耗性を得ることができず、一方、10.0%を越えると靱性の低下を来し、耐ヒートクラック性を悪化させる。また、遠心力鑄造の際、マクロ偏析を生成し易くさせる。このため10.0%以下とする。

#### 【0016】

V、Nb : 一種又は二種の総計で1.5 ~ 10%

VはNbと同様にFe、Cr、Mo、Wと共にCと容易に結合して、主としてMC型の複合炭化物を形成し、常温および高温硬度を高めて耐摩耗性の向上に寄与する。また、このMC型複合炭化物は厚さ方向に枝状に生成するため、基地の塑性変形を抑止し、機械的性質、さらに

は耐クラック性の向上にも寄与する。単独または二種を複合して1.5%以上添加しないとかかる効果は現れにくい。しかし、添加量が10%を越えると靱性の低下を招来すると共に、遠心力鋳造の際、マクロ偏析を生成し易くなる。

【0017】本発明にかかるハイス系鋳鉄材は以上の合金成分のほか残部がFeおよび不可避免的に混入した不純物で形成される。尚、P、Sは原料より不可避免的に混入するが、材質を脆くするので少ない程望ましく、P:0.2%以下、S:0.1%以下に止めておくのがよい。本発明の鋳鉄材には、前記合金成分の他に、必要に応じて、Co:0.5~10.0%、又は/及び下記組成範囲のAl、Ti、Zrの内一種又は二種以上、又は/及びB:0.01~0.50%を含有することができる。

【0018】Co:0.5~10.0%  
Coは基地を改善する上で大きな効果がある。CoはCの拡散を抑制する特殊な作用があり、炭化物の形成には無関係に基地に固溶して強靱性を増すと共に、高温硬さと耐摩耗性を向上する効果がある。また、Coは炭化物生成元素のオーステナイト中への固溶量を増大させるため、基地の硬さと焼戻し抵抗が増大する。これらの効果を期待するには0.5%以上の含有が必要であるが、10.0%を超えて添加してもその効果が飽和し、かつ、高価な元素であるので、0.5~10.0%とする。なお、高合金の鋳鉄材料を遠心力鋳造によって鋳造し、複合ロールを製作する場合、炭化物の分布に不均一性ができ易く、鋳造条件の適正化が必要であるが、本発明のCoを含有する高合金材料の場合、Coは上述のように炭化物の形成には無関係に基地に固溶するため、炭化物の不均一性を大きくすることなく上述の優れた効果を期待できる。

【0019】Al、Ti、Zr:各々0.01~0.50%  
Al、Ti、Zrは溶湯中で酸化物を生成して、溶湯中の酸素含有量を低下させ、製品の健全性を向上させると共に、生成した酸化物が結晶核として作用するために凝固組織の微細化に効果がある。0.01%未満ではこの効果は十分ではなく、一方、0.50%を越えて含有されると介在物となって残留し、好ましくない。尚、Al、Ti、Zrは、本発明では主として鋳造組織の微細化による耐摩耗性改善のために添加されるものであり、単に脱ガスを目的として添加されるものではない。

【0020】B:0.01~0.50%  
Bは溶湯中の酸素と結合して、脱酸効果を示す。その他、生成した酸化物を核とする凝固組織の微細化効果、および基地中に溶け込んだBによる焼入れ性の増大効果を有する。圧延ロールのような大質量の鋳物の場合、冷却温度を速くすることが困難な場合があるが、焼入れ性の増大によって、焼入れ組織を得易くなる。0.01%未満ではこのような効果が十分ではなく、一方0.50%を越えると材質が脆くなり好ましくない。

【0021】本発明の鋳鉄材は、外層と中実状内層また

は円筒状内層とが溶着された二層複合ロール、あるいは外層と内層との間に中間層を鋳造した三層複合ロールの外層材として好適に使用される。内層材としては、高級鋳鉄、ダクタイル鋳鉄、黒鉛鋼、鋳鋼等の強靱性を有する鋳造用鉄鋼材が使用される。特に、黒鉛晶出材である前三者が好適である。外層の黒鉛の存在と相まって熱伝導性ひいては放熱性に優れ、圧延時のロールの熱変形を防止することができるからである。また、これらの黒鉛晶出鉄鋼材はヤング率が19000kg/mm<sup>2</sup>程度以下であるため、過負荷時にロールの偏平化によって負荷を吸収し、耐事故性を向上することができる。また、低温歪取り焼鈍によって、外層熱処理時の残留応力を容易に軽減することができる。また、良好な靱性を有するため、衝撃的な圧延トルクに対しても耐えることができる。以下、高級鋳鉄、ダクタイル鋳鉄、黒鉛鋼の好適な組成例(wt%)を示す。

#### (1) 高級鋳鉄

C:2.5~4.0%、Si:0.8~2.5%、  
Mn:0.2~1.5%、P:0.2%以下、  
S:0.2%以下、Ni:3.0%以下、  
Cr:2.0%以下、Mo:2.0%以下、  
W、V、Nb:総計で4%以下、

残部:外層あるいは中間層から混入したCoおよび実質的にFe尚、外層がAl、Ti、Zrを含む場合、これらの元素も外層から、あるいは中間層を介して内層に混入するが、微量であるため材質上ほとんど問題にならない。鋳込み前の溶湯組成は溶着後に上記組成となるように決定されるが、下記にその組成例を示す。

#### 【0022】

C:2.5~4.0%、Si:0.8~2.5%、  
Mn:0.2~1.5%、P:0.2%以下、  
S:0.2%以下、Ni:3.0%以下、  
Cr:2.0%以下、Mo:2.0%以下、  
残部:実質的にFe

#### (2) ダクタイル鋳鉄

C:2.5~4.0%、Si:1.3~3.5%、  
Mn:0.2~1.5%、P:0.2%以下、  
S:0.2%以下、Ni:3.0%以下、  
Cr:2.0%以下、Mo:2.0%以下、  
W、V、Nb:総計で4%以下、Mg:0.02~0.1%

残部:外層あるいは中間層から混入したCoおよび実質的にFe尚、鋳込み前の好適な溶湯組成を下記に例示する。

#### 【0023】

C:2.5~4.0%、Si:1.3~3.5%、  
Mn:0.2~1.5%、P:0.2%以下、  
S:0.2%以下、Ni:3.0%以下、  
Cr:2.0%以下、Mo:2.0%以下、  
Mg:0.02~0.1%、  
残部:実質的にFe

## (3) 黒鉛鋼

C : 1.0 ~ 2.3 %、 Si : 0.5 ~ 3.0 %、  
 Mn : 0.2 ~ 1.5 %、 P : 0.2 %以下、  
 S : 0.2 %以下、 Ni : 3.0 %以下、  
 Cr : 2.0 %以下、 Mo : 2.0 %以下、

W, V, Nb : 合計で4.0 %以下、

残部 : 外層あるいは中間層から混入したCoおよび実質的にFe尚、鑄込み前の好適な溶湯組成を下記に例示する。

## 【0024】

C : 1.0 ~ 2.3 %、 Si : 0.5 ~ 3.0 %、  
 Mn : 0.2 ~ 1.5 %、 P : 0.2 %以下、  
 S : 0.2 %以下、 Ni : 3.0 %以下、  
 Cr : 2.0 %以下、 Mo : 2.0 %以下、

残部 : 実質的にFe

次に、中間層について説明する。中間層は、外層の合金成分が内層に混入するのを軽減することを目的の一つとして形成されるが、それ自体も30kg/mm<sup>2</sup>程度以上の強度が必要である。強度が不足すると、外層と中間層との境界部が破断し、外層が剥離する。従って、中間層には外層から多量の合金成分が混入しても高強度な材質とする必要がある。かかる理由から、中間層材としては下記組成のアダマイト材が好適である。以下、本発明に係る中間層材の組成と限定理由を示す。

## 【0025】C : 1.0 ~ 2.5 %

Cは強度向上に寄与するが、1.0%未満では凝固点が高くなり、溶着が不十分になり易い。一方、2.5%を越えると炭化物が過多となり、材質が脆くなる。

Si : 0.2 ~ 3.0 %

Siは脱ガスの促進作用、湯流れ性の向上作用がある。

0.2%未満ではかかる作用が期待できず、一方、3.0%を越えると材質が脆化する。尚、高Si領域ではNi含有量との関係で黒鉛の晶出が見られる場合があるが、材質上問題はない。

## 【0026】Mn : 0.2 ~ 1.5 %

Mnは内層材のダクタイル鑄鉄と同様の理由により上記範囲に限定される。

Ni : 4.0 %以下

Niは材質を強化する作用がある。しかし、4.0%を越えると作用が飽和すると共に未変態組織が生じ易くなり、強度が劣化する。

## 【0027】Cr, Mo : 各々 4.0%以下

Cr, Moは材質を強化する作用がある。しかし、4.0%を越えると機械的性質がかえって劣化するようになる。

W, V, Nb : 総計で12%以下

これらの元素は中間層の材質を向上する作用はほとんどないが、外層からの混入は避けられない。中間層材質の機械的性質を劣化させない範囲として、12%まで許容される。尚、外層にAl, Ti, Zr, Bを含む場合、こ

れらの元素も中間層に必然的に入ってくる。この場合、同様の理由により、これらの元素を含めて統計で12%以下とする。また、Coも外層から必然的に混入してくるが、中間層材質を劣化させないので、特に制限されない。

【0028】中間層材の成分は、以上の他、残部実質的にFeで形成される。尚、P, Sは不純物であり、材質を脆くするため少ない程よく、本発明においては、内層材と同様、両者とも0.2%以下に止めるのがよい。尚、外層に溶着する前の溶湯組成範囲を下記に例示する。溶湯組成は溶着後に上記中間層組成となるように、外層からの成分混入量が考慮されて決定される。

## 【0029】

C : 1.0 ~ 2.5 %、 Si : 0.2 ~ 3.0 %、  
 Mn : 0.2 ~ 1.5 %、 P : 0.2 %以下、  
 S : 0.2 %以下、 Ni : 4.0 %以下、  
 Cr : 4.0 %以下、 Mo : 4.0 %以下、

残部 : 実質的にFe

外層と内層（軸芯部）との間に1.0~2.5 %Cの中間層を設けた場合、内層に有害な合金元素が外層から内層へ、溶着の際に直接混入するのを大幅に抑制することができるほか、下記の効果を奏する。

【0030】外層の焼入れ熱処理の際、オーステナイト化熱処理のため、外層を1100℃以上に加熱するのがよいが、外層を1100℃以上に加熱しても内層への伝熱は中間層を介して行われるため、熱量の調整により内層の温度を1100℃以下に容易に抑えることができ、内層の溶損を防止することができる。中間層は外層との溶着によって、Cr, Mo, W, Vの濃度が高くなるが、それでもこれらの元素は外層よりも低く抑えられるので、外層と内層を直接溶着させた時よりも、外層と中間層を溶着させた後、中間層と内層を溶着させる方が、内層の溶着部分の合金濃度は低くできる。このため、中間層を設けた場合は内層との境界に炭化物層が形成されにくく、境界強度が改善できる。

【0031】また、本発明に係る中間層はロールの焼入れ熱処理中にその大半がパーライト変態し、更に残部はベイナイト変態する。マルテンサイト変態は起こらないか、起こしてもごくわずかの量である。このため、マルテンサイト変態に伴う大きな膨張挙動がなく、ロールへの残留応力を大きくすることはない。尚マルテンサイト変態を多量に起こすと、外層のマルテンサイト変態と合わさって、外層・中間層に大きな圧縮の残留応力（軸方向）、内層にはそれに見合う大きな引張の残留応力（軸方向）が働け、内層が引張破壊する。

【0032】複合ロールの鑄造法としては、周知のように金型遠心力鑄造法により外層、必要に応じて中間層を鑄造した後、その内部に中実状内層が静置鑄造される。スリーブ状のロールを鑄造する場合は、内層も遠心力鑄造してもよいことは勿論である。遠心力鑄造法には円筒



状金型の回転軸が水平方向の横型、斜め方向の傾斜型、鉛直方向の縦型の各種の方法を適用することができる。

【0033】もっとも、横型遠心力鑄造装置においては、金型内に鑄込まれた溶湯の各部は金型の回転毎に上下動するため、Gの変動があり、またローラや金型の偏心や傷により振動が発生し易く、鑄込まれた外層材溶湯中の成分は移動し易い。このため、厚肉の外層を鑄造する場合、成分の移動により偏析が生じ易くなるので、通常、凝固開始温度+70℃程度以下として比較的低温で鑄込むのがよい。もっとも、本発明に係る外層材は高耐摩  
10 耗材であるために、摩耗しにくく、外層は比較的薄くてもよく、鑄込厚さで80mm（望ましくは55～70mm）程度までは金型により急冷されるため、前記温度より高温で鑄込んで偏析のおそれはほとんどない。尚、製品外層厚さとしては中間層による溶解代20mm、加工代10mmを考慮すると50mm（望ましくは25～40mm）程度となる。

【0034】これに対して、立型遠心力鑄造装置においては、遠心力鑄造用金型は回転基盤に同心状に機械的に立設固定されるため、鑄型内に鑄込まれた外層材溶湯は、Gの変動や振動を受けにくい。従って、立型遠心力  
20 鑄造すれば、厚肉の外層を鑄造する場合でも偏析が生じにくいので、より高温で鑄込むことができ、作業性の向上や異物の混入による鑄造欠陥の防止に効果的である。

【0035】本発明の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材は、複合ロールの外層として鑄造後、ロール全体を焼入れ温度（オーステナイト化温度）から400～650℃までの温度域を100℃/Hr以上の冷却速度で焼入れることにより、良好な焼入れ組織を得ることができる。焼戻しは500～600℃の温度で1回ないし数回行なうとよい。本発明に係る外層材は、オーステナイト化熱処理の際に基地中に固溶したMo、W、V、Nb等が焼戻し熱処理によって微細炭化物として析出し、焼戻し2次硬化現象を生じるため、高温硬度に優れる。また、焼戻し熱処理によって組織中に黒鉛が析出する。

【0036】外層の加熱方法としては、ロール全体を加熱炉に入れて加熱する方法、外層外周面の回りに誘導加熱コイルや多数のガスバーナを配置しておき、これらによって外層のみを急速加熱する方法がある。前者は昇温に時間がかかり、外層表面に厚い酸化膜ができ、外層の歩留りが低下する。更に、鑄鉄材質の内層の溶損を回避して加熱するには1100℃（望ましくは1000℃）以下の加熱に止めなければならない、このため炭化物を基地中に十分固溶させることが難しく、以後の熱処理によっても十分な硬度が得難いという問題がある。これに対して、外層のみの加熱方法によれば、中間層の形成と相まって、外層を1100℃以上に、内層を1100℃未満に確実に止めることができるので、内層の部分溶融や、結晶粒の粗大化による強度低下を防止することができる。また、内層（軸芯部）の中心に向かうほど低温となるため、オーステナイト化温度に加熱後、外層の熱を内部へ逃がすことができ、焼入れの際、外層深部の冷却速度を大きくすることができる。

【0037】本発明の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材は、熱間圧延あるいは冷間圧延用の圧延用複合ロールのみならず、ピンチロールあるいは圧延付帯設備における圧延材搬送用ローラー等の、耐摩耗性を要求されるロール、ローラー等の円筒部材の外層材として好適であるが、かかる用途に限らず、耐摩耗性が要求される各種機械部品等に使用できることは勿論である。

【0038】次に本発明の具体的実施例を掲げる。

#### 実施例A

(1) 内径φ120mm、深さ120mmの砂型に表1に記載した耐摩耗鑄鉄材を1425℃で鑄込んだ。尚、実施例は試料No.1～9であり、No.10の従来のハイス系ロール材である。表中の組成の単位は重量%、残部は実質的にFeである。

【0039】

【表1】

| Nb | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | W    | V    | Nb   | Co   | Al    | Ti    | Zr   | B     |
|----|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| 1  | 2.09 | 2.85 | 0.50 | 0.020 | 0.007 | —    | 4.24 | 2.10 | 2.11 | 2.32 | —    | 4.13 | —     | —     | —    | —     |
| 2  | 3.18 | 3.44 | 0.50 | 0.020 | 0.007 | —    | 3.50 | 3.48 | 4.87 | 2.84 | 1.13 | 2.14 | 0.097 | 0.088 | —    | —     |
| 3  | 2.88 | 3.07 | 0.78 | 0.014 | 0.008 | —    | 2.88 | 2.78 | 2.77 | 2.80 | 2.14 | 6.83 | 0.049 | 0.074 | 0.14 | 0.098 |
| 4  | 3.43 | 3.32 | 0.66 | 0.016 | 0.010 | —    | 5.34 | 5.24 | 6.39 | 2.77 | —    | 8.39 | 0.103 | —     | —    | —     |
| 5  | 2.69 | 2.79 | 0.43 | 0.022 | 0.019 | —    | 2.14 | 1.95 | 3.31 | 4.00 | —    | —    | 0.029 | —     | —    | —     |
| 6  | 3.22 | 2.81 | 0.53 | 0.020 | 0.010 | —    | 2.94 | 2.14 | 2.49 | 3.04 | 0.49 | 2.33 | —     | 0.047 | —    | —     |
| 7  | 3.29 | 3.33 | 0.69 | 0.017 | 0.009 | —    | 8.15 | 4.30 | 2.36 | 2.78 | —    | 7.14 | —     | —     | —    | —     |
| 8  | 3.41 | 1.99 | 0.72 | 0.027 | 0.015 | —    | 3.43 | 7.14 | 3.11 | 1.97 | —    | —    | —     | —     | —    | —     |
| 9  | 3.27 | 3.20 | 0.48 | 0.020 | 0.007 | —    | 3.02 | 2.14 | 2.17 | 6.78 | —    | 2.03 | 0.069 | —     | —    | —     |
| 10 | 2.08 | 0.80 | 0.80 | 0.019 | 0.008 | 0.05 | 5.88 | 2.02 | 3.97 | 4.22 | —    | —    | —     | —     | —    | —     |

(注) 単位: wt%, 残部実質的にFe

【0040】(2) 各試料より組織観察試験片を採取し、  
ミクロ組織を顕微鏡観察し、晶出黒鉛の面積率を測定し  
た。その結果を表2に示す。同表より、実施例では黒鉛  
が面積率で0.7～3.8%晶出しているが、従来例のハイ

ス系耐摩耗材では黒鉛の晶出が皆無であった。

【0041】

【表2】

|    | 黒鉛面積率<br>(%) | 硬 度<br>(H <sub>RC</sub> ) | 摩 擦 係 数 |
|----|--------------|---------------------------|---------|
| 1  | 1.8          | 62                        | 0.27    |
| 2  | 3.8          | 59                        | 0.25    |
| 3  | 3.4          | 63                        | 0.26    |
| 4  | 3.4          | 62                        | 0.26    |
| 5  | 1.4          | 59                        | 0.27    |
| 6  | 1.3          | 59                        | 0.27    |
| 7  | 3.2          | 62                        | 0.26    |
| 8  | 0.7          | 63.5                      | 0.28    |
| 9  | 2.8          | 61.5                      | 0.26    |
| 10 | —            | 62.5                      | 0.35    |

【0042】(3) 次に、各試料を1100℃で1hr保持後、強制空冷により焼入れし、その後540℃で10hrの焼戻し熱処理を3回繰り返した。各試料の表面硬度を測定した結果を表2に併せて示す。同表より、実施例と従来例とは略同等の硬度であり、実施例の合金についても耐摩耗性に優れることが推認される。

(4) また、各試料から摩擦試験片を採取し、ファレックス試験により摩擦係数を測定した。ファレックス試験と

は試験片を回転させながら一対のVブロック（材質ステンレス鋼SUS430）で挟持押圧して、回転トルクの大きさ、変動により摩擦係数や焼付性を調べるものである。今回使用したブロックの材質はS45Cである。その結果を表2に併せて示す。同表より、実施例の耐摩耗材は従来例に対して、20～29%の低減効果が認められる。

実施例B



13

(1) 内径φ 810mmの遠心力铸造用金型に表3の外層材溶湯を遠心力铸造し、試料No. 13及び14では外層が完全に凝固した後引き続いて、同表の中間層材溶湯を遠心力铸造し、外層と中間層とを溶着させた。铸込量は肉厚で外層 70 mm、中間層 25 mmとした。尚、試料No. 11~14は全て実施例である。

(2) 外層あるいは中間層が完全に凝固するのを待って、金型の回転を止め、外層単独あるいは外層と中間層とを内有した金型を垂直に立てて、両端に上型および下型を連設して、その内部に同表に併せて示した内層材（軸芯材）溶湯を铸込んだ。

【0043】

【表3】

14

| 試料 | 成分  | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | W    | V    | Nb   | Co   | Al    | Ti    | Zr    | B     | Mg    | 備考  |
|----|-----|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-----|
| 11 | 外層  | 3.27 | 3.12 | 0.69 | 0.018 | 0.011 | —    | 3.88 | 3.27 | 2.87 | 2.89 | —    | 4.84 | 0.010 | —     | —     | —     | —     | DCI |
|    | 内層  | 3.56 | 2.87 | 0.24 | 0.089 | 0.023 | 1.98 | 0.11 | 0.03 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | 0.088 |     |
| 12 | 外層  | 2.97 | 2.98 | 0.67 | 0.020 | 0.007 | —    | 5.26 | 4.85 | 3.11 | 1.93 | 0.99 | 2.44 | 0.073 | 0.049 | —     | —     | —     | F C |
|    | 内層  | 3.44 | 1.57 | 0.48 | 0.055 | 0.021 | 0.88 | 0.13 | 0.14 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | —     |     |
| 13 | 外層  | 3.23 | 3.14 | 0.48 | 0.019 | 0.009 | —    | 3.00 | 1.92 | 1.88 | 5.04 | —    | 7.98 | —     | 0.108 | 0.097 | —     | —     | DCI |
|    | 中間層 | 1.57 | 0.29 | 0.27 | 0.017 | 0.008 | 0.33 | 0.21 | 0.02 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | —     |     |
| 14 | 内層  | 3.48 | 2.94 | 0.27 | 0.038 | 0.025 | 1.97 | 0.09 | 0.03 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | 0.048 | DCI |
|    | 外層  | 2.79 | 2.69 | 0.47 | 0.019 | 0.010 | —    | 3.84 | 1.80 | 4.78 | 2.05 | —    | 3.88 | 0.046 | —     | —     | 0.098 | —     |     |
| 14 | 中間層 | 1.68 | 0.28 | 0.27 | 0.020 | 0.009 | 0.42 | 0.21 | 0.03 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | —     | SGS |
|    | 内層  | 1.52 | 1.62 | 0.47 | 0.033 | 0.020 | 1.47 | 0.06 | 0.03 | —    | —    | —    | —    | —     | —     | —     | —     | —     |     |

(注) 単位: wt%, 残部実質的にFe  
F C...片状黒鉛溶湯、DCI...ダクタイル鉄溶湯、SGS...黒鉛溶湯

【0044】(3) 铸造された複合ロールを粗加工した後、600℃に均一に予熱後、水平に対向配置されかつロール軸方向に沿って 250mmピッチで平行に列設されたガスバーナ間にロールを回転自在に支持し、ロールを回転させながら、外層の表面を加熱した。外層表面温度が 120℃、内層の中心部の温度が 900℃となったところで加熱を止めた。加熱に要した時間は 180分であった。熱伝導の温度データより、本例の場合、内層外周面付近の温度は 1030℃と推定された。

(4) 加熱停止後、速やかに噴霧水冷を行い、ロール表面温度を 500℃に急冷した後、常温まで放冷した。その

後、550℃で20時間保持する焼戻し熱処理を2回繰り返した。熱処理後の外層表面硬度は、下記表4の通りであった。同表より、実施例の外層は高硬度であり、耐摩耗性に優れていることが分かる。また、胴表面のマイクロ組

織を観察したところ、面積率で1.5~3.5%の黒鉛が認められた。

【0045】

【表4】

| 試料 No.  | 11 | 12 | 13 | 14 |
|---------|----|----|----|----|
| 硬度 (Hs) | 82 | 83 | 82 | 84 |

【0046】(5) 胴表面を仕上加工した後、超音波探傷試験によって溶着状況を確認したところ、いずれのロールについても溶着は良好であった。次に、ロール胴部を切断し、外層断面を目視観察したところ、いずれのロールも成分の偏析は認められなかった。又、中間層の層厚の中央部および内層（軸芯部）中心部における成分を分析した結果を表5に示す。同表より、中間層を設けた実施例では内層における外層高合金成分の混入量は非常に少ないことが分かる。

【0047】

【表5】

| 試料 No. | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | W    | V    | Nb   | Co   | Al    | Ti    | Zr    | B     | Mg    | 備考  |
|--------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-----|
| 11 内層  | 2.54 | 2.89 | 0.26 | 0.037 | 0.025 | 1.84 | 0.35 | 0.23 | 0.19 | 0.19 | -    | 0.25 | 0.005 | -     | -     | -     | 0.055 | DCI |
| 12 内層  | 3.41 | 1.67 | 0.50 | 0.053 | 0.020 | 0.93 | 0.48 | 0.47 | 0.17 | 0.11 | 0.04 | 0.18 | 0.004 | 0.002 | -     | -     | -     | F C |
| 13 中間層 | 2.23 | 1.48 | 0.38 | 0.017 | 0.008 | 0.16 | 1.37 | 0.80 | 0.92 | 2.98 | -    | 3.53 | -     | 0.041 | 0.039 | -     | -     |     |
| 14 内層  | 3.41 | 2.80 | 0.28 | 0.032 | 0.024 | 1.82 | 0.19 | 0.09 | 0.10 | 0.17 | -    | 0.27 | -     | 0.002 | 0.002 | -     | 0.045 | DCI |
| 15 中間層 | 1.98 | 1.29 | 0.25 | 0.019 | 0.009 | 0.21 | 1.52 | 0.86 | 2.10 | 0.89 | -    | 1.48 | 0.020 | -     | -     | 0.048 | -     |     |
| 16 内層  | 1.56 | 1.80 | 0.47 | 0.031 | 0.019 | 1.87 | 0.16 | 0.07 | -    | -    | -    | 0.11 | 0.001 | -     | -     | 0.003 | -     | SGS |

(注) 単位: wt%, 残部実質的にFe

【0048】(6) 以上の結果から、当該実施例のロールをホットストリップミル仕上段に使用すれば、耐摩耗性

に優れ、しかも通板性が良好で、ロールの温度上昇も抑制し得るものと期待される。

【0049】

【発明の効果】本発明の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材は、Cr、Mo、W、Nb、V、FeおよびCが相互に結合した高硬度の複合炭化物が基地中に存在するため、またCoによる基地の強化により、常温および高温における硬度が向上し、耐摩耗性が飛躍的に向上する。更に、特にC、Siを特定範囲に規定しているため、組織中に黒鉛が晶出・析出し、この黒鉛の作用により、衝撃荷重を緩和することができると共にクラックの進展が阻止され、また摩擦係数の低減や耐焼付性の向上が図られる。

【0050】叙上の黒鉛を有するハイス系鑄鉄材を外層材として用いた複合ロールは、圧延に際して同材の優れた特性を発揮させることができ、圧延荷重や摩擦熱の低減、通板性の向上が図られ、クラックの進展を抑制し得

る。また、黒鉛の作用により耐焼付性も良好なため、冷間圧延用ロールとしても好適である。また、アダマイト材を用いて、外層と内層との間に中間層を形成することにより、外層から内層への高合金成分の混入を著しく軽減することができ、境界強度の向上を図ることができ、マルテンサイト変態しないため残留応力を増加させることがなく、更に外層のオーステナイト化熱処理時の内層の溶損や強度低下を防止することができる。

【0051】また、内層を片状黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄又は黒鉛鋼からなる黒鉛晶出材で形成することにより、外層の黒鉛の存在と相まって熱伝導性ひいては放熱性に優れ、圧延時のロールの熱変形を防止することができ、またヤング率を外層のそれよりかなり低くすることができ、過負荷時にはロールの偏平化によって外層に過大な応力を生じるのを防止することができ、安全性や耐事故性に優れる。

フロントページの続き

(72)発明者 木村 広之

兵庫県尼崎市西向島町64番地 株式会社クボタ  
尼崎工場内